بررسی تأثیر فسفر بر ریزساختار و خواص مغناطیسی آلیاژهای پایه آهن*

سحر جعفری[۱] علی بیت اللهی[۲] بیژن افتخاری‌یکتا[۳] تاداکاتسو اوکوبو[٤] راغاوان گوپالان[٥]
گیزهیر هرزر[٦] کازوهیرو هونو[٧]

چکیده

در این تحقیق، خواص مغناطیسی آلیاژهای Fe-P بررسی شده است. بررسی‌ها نشان دادند که پس از انجام یک عملیّات حرارتی دو مرحله‌ای، بزرگی نیروی وادارندگی در نمونه‌ها کاهش می‌یابد. افزون بر این، با افزایش مقدار فسفر در آلیاژ، مقاومت ویژه افزایش یافت. بررسی‌های میکروسکُپی نشان دادند که تمامی نمونه‌ها عاری از رسوب‌های Fe_3P هستند و افزایش فسفر منجر به افزایش اندازه‌ی متوسط دانه و در نتیجه، کاهش اتلاف هیسترزیس در نمونه‌ها می‌شود. به‌این ترتیب، مشخص شد که آلیاژ Fe- ۱/۱at. %P دارای کم‌ترین مقدار اتلاف هیسترزیس، اتلاف جریان‌های گردابی و هم‌چنین، بیش‌ترین مقدار القای اشباع مغناطیسی است.

واژه‌های کلیدی آلیاژهای Fe-P، آهن‌ربایش القاء، نیروی وادارندگی، اتلاف هسته‌ای مغناطیسی، ریزساختار.

The Effect of Phosphorous on Microstructure and Magnetic Properties of Fe Based Alloys

S. Jafari A. Beitollahi B. Eftekhari Yekta T. Ohkubo
R. Gopalan G. Herzer K. Hono

Abstract

In the present work, the magnetic properties of Fe-P alloys were investigated. The investigations showed that the magnitude of coercivity decreased by conducting two annealing treatments on samples. Samples having the highest amount of Phosphorous exhibited the lowest resistivity. Microstructural studies revealed that the prepared samples were free from Fe_3P precipitate and the average grain size increased with an increase in the Phosphorous content giving rise to the decrease of hysteresis losses. Furthermore, amongst the whole prepared samples, Fe-1.1at.%P alloy showed the lowest hysteresis loss and eddy current loss as well as the highest magnetic induction.

Key Word Fe-P Alloys, Magnetic induction, Coercivity, Core loss, Microstructure.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۲/۱۰/۲۱ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۳/۰۲/۸ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده مسئول دانشجوی دکتری دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران.

(۲) استاد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران.

(۳) دانشیار دانشکده مهندسی مواد ومتالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران.

(٤)دانشیار واحد مواد مغناطیسی، مرکزتحقیقات ملی مواد ژاپن.

(٥)دانشیار واحد مواد مغناطیسی، مرکزتحقیقات ملی مواد ژاپن.

(٦)استادیار وکیو ماشملز GmBH آلمان.

(۷)استاد واحد مواد مغناطیسی، مرکزتحقیقات ملی مواد ژاپن.

مقدمه

مـواد نـرم مغنـاطیس در کاربردهـایی کـه القـای مغناطیسی (B) بالا نیاز است، مانند الکترومغناطیس‌هـا، موتورها و ترانسفورماتورها، استفاده‌ی زیادی می‌شـوند [1,2]. از آنجـا کـه ترانسـفورماتورها بـا جریـان‌هـای متناوب کار می‌کنند، هسته‌ی مغناطیسی در آن‌ها افـزون بر القای اشباع مغناطیسی بالا، باید از اتلاف مغناطیسـی کمی نیز برخـوردار باشـد [2]. فولادهـای سیلیسـیم‌دار به‌سبب برخورداری از آهن‌ربایش اشباع بالا در حـدود ۲ تِسلا، به‌میزان گسترده‌ای در هسته‌هـای مغناطیسـی و تجهیزات مختلف استفاده قرار می گیرنـد [3]. بـا ایـن وجود، با هدف کاهش مصرف انرژی، دسـت‌یـابی بـه اتلاف مغناطیسی کم‌تر در ایـن هسـته‌هـا هـم‌چنـان از چالش‌های موجود در این عرصه است. نشان داده شده است که افزایش سیلیسیم باعث بهبود اتلاف مغناطیسی می‌شود، ولی این بهبـود رفتـار مغناطیسـی بـا افـزایش تردی ورق‌های مغناطیسـی همـراه اسـت [4]. در ایـن خصوص، تأثیر افزوده شدن عناصـر مختلـف بـه آلیـاژ مذکور بررسی و مطالعه شده اسـت [4]. بـا ایـن‌حـال، تأثیر افزودنی فسفر بر آهن‌ربایش و اتلاف هسته‌ای تـا به‌حال به‌طور کامل بررسی نشده است.

اخیراً، آلیاژهـای پایـه آهـن نانوسـاختار بـه‌علّـت برخورداری از اتلاف هسته‌ای پایین، توجه زیادی را به خود جلب کرده‌اند [5,6]. با این وجود، برای این دسته از مواد، القای اشباع مغناطیسی (B_S) کمی و در حـدود ۱/۵–۱/۷ تِسلا، گزارش شده است [5,6].

گوپالان و هم‌کاران [7]، مقدار B_S را بالاتر از ۱/۹ تِسلا و با نیروی وادارندگی نسبتاً کم در نوارهای چرخ نواری شده‌ی Fe-P به‌دست آورده‌اند. ماکینو و هم‌کاران [8]، هم مقدار B_S بالاتر از ۱/۹٤ تِسلا را برای آلیاژهای نانوسـاختار دسـتگاه آلیـاژی Fe-Si-B-P-Cu گـزارش کـرده‌انـد. ایـن مقـدار آهـن‌ربـایش اشـباع، بـه‌میـزان قابل‌توجهی از مقادیر گزارش شده‌ی قبلـی بـرای ایـن دسته از مواد نرم مغناطیسی بالاتر است. با این وجـود، به‌علّت دشـواری‌هـای مربـوط بـه تهیّـه‌ی هسـته‌هـای مغناطیسی از آلیاژهای مغناطیسی چرخ نواری شده، این دسته از مواد مقرون به صرفه نیستند. به‌نظر می‌رسد که روش‌های ریخته‌گری و نورد هـم‌چنـان مناسـب‌تـرین روش‌های تولید هسته‌های مغناطیسـی در ابعـاد بـزرگ هستند. آنستیو و هم‌کاران [9]، دریافتند که افزودن ۰/۳ تا ۰/٤ درصد وزنی فسفر بـه قطعـات متـالوژری پـودر آهن– سیلیکون، سبب افزایش قابـل‌توجـه نفوذپـذیری مغناطیسی و کاهش اتلاف هسته‌ای می‌شود. ولینسـکی و کازمار [10]، در بررسی تأثیر میزان فسفر در قطعـات متالورژی پودر دستگاه آلیـاژی دوتـایی آهـن– فسـفر، دریافتند که با افزایش میزان فسفر، آهـن‌ربـایش اشـباع افزایش می‌یابد. آن‌ها هم‌چنین گـزارش کردنـد کـه در مقادیر بالای فسفر، رسوب Fe_3P در مرز دانه‌ها موجب افزایش مقاومت الکتریکی می‌شود [11-13].

با وجود تحقیقیـات قبلـی انجـام شـده، متأسـفانه هنوز مطالعه‌ی ریزساختاری/مغناطیسی دقیقـی بـر روی اثر فسفر بر خواص مغناطیسی آلیاژهای نرم مغنـاطیس Fe-P انجام نشده است. از این رو، در پژوهش حاضـر، خواص نرم مغناطیسی و رابطه‌ی آن‌ها با ریزساختار در آلیاژهـــای Fe-۰/۳٦ at.% P ،Fe-۰/۷ at.% P و Fe-۱/۱.at.% P مطالعه و بررسی شده است.

مواد روش‌های آزمایش

آلیاژهای Fe-P، بـا اسـتفاده از آهـن بـا خلـوص ۹۹/۹۹ ٪ و آلیاژ مادر Fe_3P بـا خلـوص ۹۹/۹ ٪ و بـا ذوب القایی در کوره تحت خـلأ بـه‌میـزان 10^{-10} torr، تهیّه شدند. پس از آن، ابتدا نمونه‌های ریخته‌گری شـده در دمای ۹۰۰ °C نورد داغ و سپس نورد سـرد شـدند. در پایان نورد سـرد و پـس از ٢٦ مرحلـه نـورد کلـی، ورقه‌هـایی بـا ضـخامت ۰/۳ میلـی‌متـر تهیّـه شـد. در مرحله‌ی بعدی، از ورق‌هـای نـورد شـده و در جهـت

نورد، حلقه‌هایی به‌قطر خارجی ٢٦ و قطر داخلی ٢٠ میلی‌متر برای انجام آزمون‌های مغناطیسی تهیّه شد. ابعاد حلقه‌های تهیّه شده، بر اساس نمونه‌های مورد استفاده در موتور ماشین‌های هیبریدی و نمونه‌های صنعتی انتخاب شد. نمونه‌های حلقه‌ای، ابتدا در کوره‌ی مادون قرمز و در دماهای ۸۰۰، ۹۰۰، ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد (تحت خلأ 10^{-10} torr) به‌مدّت زمان ۱ ساعت برای اولین مرحله عملیّات حرارتی (عملیّات حرارتی محلول جامد) شدند. سرد شدن نمونه‌ها توسط جریان گاز هلیم (٣٠٠ cc/min) انجام شد. پس از آن برای از بین بردن تنش‌های ناشی از سریع سرد شدن، نمونه‌ها به‌مدّت زمان ۳۰ دقیقه در دمای ۵۰۰ °C یا ٦٠٠ °C برای دوّمین مرحله عملیّات حرارتی شدند و سپس در کوره آهسته سرد شدند. دماهای عملیّات حرارتی مطابق با نمودار فازی آهن- فسفر به‌گونه‌ای انتخاب شدند که نمونه‌ها تک فاز باشند. نمونه‌های عملیّات حرارتی شده در مرحله‌ی اوّل، به‌ترتیب با کد "مقدار فسفر+ دمای عملیّات حرارتی + F" و نمونه‌های عملیّات حرارتی شده در مرحله‌ی اوّل و دوّم با کد " مقدار فسفر + دمای عملیّات حرارتی + FP" نشان داده شدند. به‌منظور مشخص کردن دمای عملیّات حرارتی، کد ۸ برای دمای ۸۰۰ °C، کد ۹ برای دمای ۹۰۰ °C، کد ۱۰ برای دمای ۱۰۰۰ °C، کد ۵ برای دمای ۵۰۰ °C و کد ٦ برای دمای ٦٠٠ °C انتخاب شد.

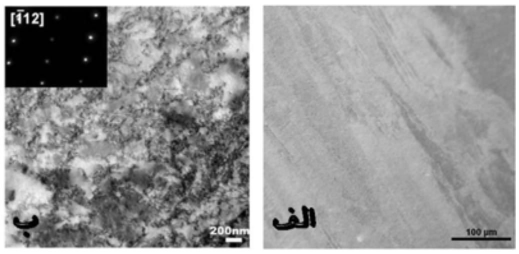
خواص مغناطیسی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه اندازه‌گیری حلقه‌ی پس‌ماند مغناطیسی مدل Iwatsu B-H Analyzer SY8258 با دقّت ۱۰ A/m اندازه‌گیری شد. اندازه‌گیری اتلاف هسته‌ای مغناطیسی در T/400 Hz ۱ و با استفاده از وات‌متر انجام شد. مقاومت ویژه‌ی الکتریکی به‌کمک استاندارد پروب چهار اتصالی اندازه‌گیری شد. بررسی ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکُپ نوری مدل Nikon eclipse LV100 و میکروسکپ الکترونی عبوری (TEM) مدل Tecnai T20 با قدرت اشعه‌ی 200 kV انجام شد. برای تهیّه‌ی نمونه‌های TEM، ابتدا قرص‌هایی به‌قطر 3 میلی‌متر از نمونه‌ی مورد نظر تهیّه شد و سپس، با استفاده از دستگاه الکتروپولیش با ولتاژ ۵۰ V و در دمای ۲۵ °C- و با استفاده از محلول $10\%HClO_4$ و $90\%CH_3OH$، سوراخ بسیار کوچکی در مرکز قرص ایجاد شد.

نتایج و بحث

جدول (۱)، نیروهای وادارندگی مربوط به نمونه‌های نورد شده و عملیّات حرارتی شده را نشان می‌دهد. همان‌طور که در این جدول مشاهده می‌شود، نیروهای وادارندگی (H_c) نمونه‌های نورد شده در مقایسه با نمونه‌های عملیّات حرارتی شده بسیار بزرگترند که علّت آن را می‌توان به افزایش نیروی وادارندگی در آهن یا فولاد با کار سرد نسبت داد [1]. عیب‌ها و یا نابجایی‌ها در فلزات موجب افزایش انرژی تلف شده در فرایند آهن‌ربایش به‌شکل نوعی از انرژی اصطکاکی داخلی می‌شوند و به‌این ترتیب، سبب به‌وجود آمدن هیسترزیس و یا نیروی وادارندگی می‌شوند [1]. از آنجا که در این پژوهش فرایند نورد برای تولید ورق‌های نازک به‌کار گرفته شد، درصدهای بالای تغییر شکل در نمونه باعث به‌وجود آمدن مقدار زیادی توده‌های نابجایی در نمونه‌ها شده است. افزون بر این، مقایسه‌ی نیروهای وادارندگی نمونه‌های نورد شده با نیروهای وادارندگی نمونه‌های عملیّات حرارتی شده نشان‌دهنده‌ی کاهش بسیار چشم‌گیر نیروهای وادارندگی در نمونه‌های عملیّات حرارتی در دو مرحله می‌باشد. در شکل (۱- الف)، تصویر میکروسکُپ نوری از نمونه‌ی Fe-۰/۳٦ at.%P در حالت نورد شده نشان داده شده است که در آن، دانه‌ها در جهت نورد کشیده شده‌اند. شکل (۱- ب)، تصویر میدان روشن TEM مربوط به همین نمونه را نشان می‌دهد. در این تصویر، انبوهی از نابجایی‌ها مشاهده می‌شود.

جدول ۱ نیروهای وادارندگی (H_c) مربوط به نمونه‌های Fe-P

نیروی وادارندگی (A/m)	ترکیب	شرایط عملّیات حرارتی	نمونه
905	Fe-0.36 at.%P	...	As-rolled0.36
369	Fe-0.36 at.%P	800°C/1h	F8-0.36
261	Fe-0.36 at.%P	900°C/1h	F9-0.36
238	Fe-0.36 at.%P	1000°C/1h	F10-0.36
345	Fe-0.36 at.%P	800°C/1h +600°C/0.5h	FP86-0.36
261	Fe-0.36 at.%P	900°C/1h+600°C/0.5h	FP96-0.36
260	Fe-0.36 at.%P	1000°C/1h+600°C/0.5h	FP106-0.36
321	Fe-0.36 at.%P	800°C/1h +500°C/0.5h	FP85-0.36
226	Fe-0.36 at.%P	900°C/1h+500°C/0.5h	FP95-0.36
260	Fe-0.36 at.%P	1000°C/1h+500°C/0.5h	FP105-0.36
798	Fe-0.7 at.%P	...	As-rolled0.7
323	Fe-0.7 at.%P	800°C/1h	F8-0.7
228	Fe-0.7 at.%P	900°C/1h	F9-0.7
254	Fe-0.7 at.%P	1000°C/1h	F10-0.7
289	Fe-0.7 at.%P	800°C/1h +600°C/0.5h	FP86-0.7
262	Fe-0.7 at.%P	900°C/1h+600°C/0.5h	FP96-0.7
246	Fe-0.7 at.%P	1000°C/1h+600°C/0.5h	FP106-0.7
328	Fe-0.7 at.%P	800°C/1h +500°C/0.5h	FP85-0.7
244	Fe-0.7 at.%P	900°C/1h+500°C/0.5h	FP95-0.7
246	Fe-0.7 at.%P	1000°C/1h+500°C/0.5h	FP105-0.7
662	Fe-1.1 at.%P	...	As-rolled1.1
324	Fe-1.1 at.%P	800°C/1h	F8-1.1
243	Fe-1.1 at.%P	900°C/1h	F9-1.1
229	Fe-1.1 at.%P	1000°C/1h	F10-1.1
243	Fe-1.1 at.%P	800°C/1h +600°C/0.5h	FP86-1.1
240	Fe-1.1 at.%P	900°C/1h+600°C/0.5h	FP96-1.1
189	Fe-1.1 at.%P	1000°C/1h+600°C/0.5h	FP106-1.1
351	Fe-1.1 at.%P	800°C/1h +500°C/0.5h	FP85-1.1
202	Fe-1.1 at.%P	900°C/1h+500°C/0.5h	FP95-1.1
243	Fe-1.1 at.%P	1000°C/1h+500°C/0.5h	FP105-1.1



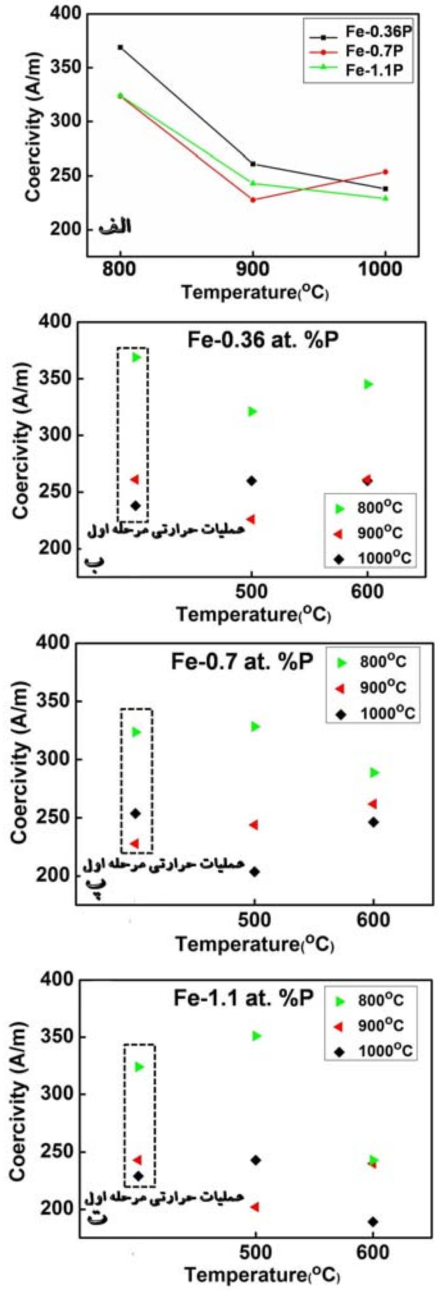
شکل ۱ الف) تصویر میکروسکُپ نوری از نمونه‌ی Fe-۰/۳۶at.%P در حالت نورد شده، ب) تصویر میدان روشن TEM از همین نمونه

نمودارهـــای نیـــروی وادارنـــدگی برحســـب در دماهـــای مختلـــف عملیّـــات حرارتـــی مراحـــل اوّل و دوّم و بـــرای هـــر ســـه آلیـــاژ Fe-۰/۳۶at.%P، Fe-۰/۷at.%P و Fe-۱/۱at.%P در شـکل ۲ نشـان داده شده‌اند. شکل (۲– الف)، وابستگی نیروی وادارندگی، H_c، را به دمای عملیّات حرارتی مرحله‌ی اوّل را نشـان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، افـزایش دمـای عملیّـــات حرارتـــی مرحلـــه‌ی اوّل کـــاهش نیـــروی وادارندگی در مقایسه با نمونه‌های نورد شده را به‌دنبال داشته است. همـان‌طـور کـه قـبلا توضـیح داده شـد، نمونه‌های نورد شده پُر از تـوده‌هـای نابجـایی هسـتند. اطراف هر نابجایی، میدان‌هـای تـنش موضـعی وجـود دارند که منجر بـه توزیـع نـاهمگـن کـرنش در نمونـه شده‌اند. نابجایی‌ها با پدیده‌ی مغناطوالاسـتیک موجـب قفل شدن دیواره‌ی سـامان مغناطیسـی مـی‌شـوند [1]. کاهش نیروی وادارندگی در نتیجه‌ی عملیّات حرارتـی در دماهای بالا، به از بـین رفـتن تـنش‌هـای درونـی و

حذف نابجایی‌ها که چگـالی آن‌هـا در مرحلـه‌ی نـورد افزایش یافته است، نسبت داده می‌شود. بـه‌طـور کلّـی، افزایش دمای عملیّات حرارتی برای یـک مقـدار ثابـت فسفر در این مرحله، منجر به کـاهش بـیش‌تـر نیـروی وادارندگی شده است. از ایـن رو، بـیش‌تـرین کـاهش نیروی وادارندگی در مرحله‌ی اوّل عملیّات حرارتی در بالاترین دمـای عملیّـات حرارتـی (دماهـای ۹۰۰ °C و ۱۰۰۰ °C) مشاهده شد.

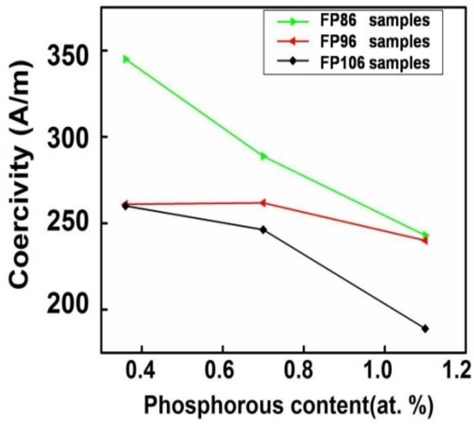
همان‌طور که در جـدول (۱) مشـاهده مـی‌شـود، نیروهای وادارندگی در نمونه‌های نورد شده‌ی as-۰/۳۶ rolled و as-rolled۱/۱، به‌ترتیب برابر بـا ۹۰۵ A/m و ٦٦٢ اندازه گیری شده‌اند. بالاتر بودن نیروی وادارندگی نمونه‌ی ۰/۳٦ as-rolled در مقایسه با نمونـه‌ی as-۱/۱ rolled، احتمالاً به‌دلیل کوچک‌تر بودن اندازه‌ی دانه‌های آلیاژ Fe-۰/۳٦at.%P در مقایسه با آلیاژ Fe- ۱/۱at. %P می‌باشد. مقایسه‌ی داده‌های جدول (۱) مشخص می‌کند که عملیّات حرارتی مرحلـه‌ی اوّل در دماهـای بـالاتر، منجر به کاهش بیش‌تر نیروی وادارندگی در نمونه‌هـای نورد شده می‌شود. بر اساس ایـن نتـایج، دو دمـای °C ۹۰۰ و °C ۱۰۰۰ به‌عنـوان مناسـب‌تـرین دماهـا بـرای انجام عملیّات حرارتی مرحله‌ی اوّل در نمونه‌هـای Fe-P در نظر گرفته می‌شوند.

در شکل‌های (۲– ب) تـا (۲– ت)، نقـش دمـای عملیّات حرارتی مرحله‌ی دوّم در میزان کاهش نیـروی وادارندگی برای نمونه‌های Fe-P در حالت نـورد شـده که برای اوّلین مرحله عملیّات حرارتی شده‌انـد، نشـان داده شده است. با توجه به شکل‌هـای (۲– ب) تـا (۲– ت) و مقایســه‌ی نیروهــای وادارنــدگی مربــوط بــه نمونه‌هایی که در دو مرحله عملیّات حرارتی شـده‌انـد با نیروهای وادارندگی نمونه‌های نورد شده، می‌توان بـه این نتیجه رسید که به‌طور کلّی نمونـه‌هـایی کـه در دو مرحلــه عملیّــات حرارتــی شــده‌انــد، کــاهش قابــل ملاحظه‌ای در نیروی وادارندگی از خود نشان داده‌اند.



شکل۲ الف) وابستگی نیروی وادارندگی به دمای عملیّات حرارتی در مرحله‌ی اوّل عملیّات حرارتی برای آلیاژهای Fe- ۰/۳٦at.%P ، Fe- ۰/۷at.%P وFe- ۱/۱at.%P. نیروی وادارندگی به‌صورت تابعی از دمای عملیّات حرارتی مرحله‌ی دوّم (۵۰۰و٦۰۰°C) برای آلیاژهای ب)Fe-۰/۳٦at.%P، پ)آلیاژهای Fe- ۰/۷at.%P، ت) آلیاژهای Fe- ۱/۱at.%P. نتایج نشان داده شده درون مستطیل‌های خط‌چین، نشان‌دهنده‌ی نیروهای وادارندگی نمونه‌های عملیّات حرارتی شده در مرحله‌ی اوّل هستند.

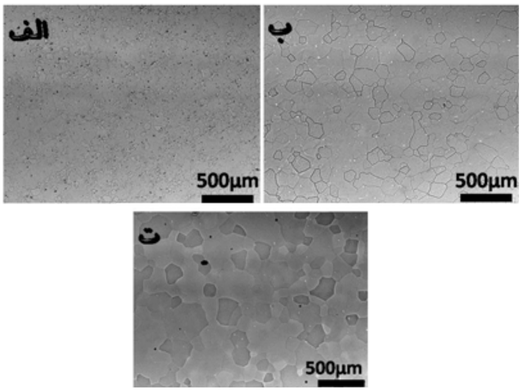
شکل (۳)، تغییرات نیروی وادارندگی بر حسب مقدار فسفر برای نمونه‌های عملیّات حرارتی شده در دماهای C° ۸۰۰، C° ۹۰۰ و C° ۱۰۰۰ به‌مدّت یک‌ساعت در مرحله‌ی اوّل عملیّات حرارتی و دمای C° ۶۰۰ به‌مدّت نیم‌ساعت در مرحله‌ی دوّم عملیّات حرارتی (نمونه‌های FP86، FP96 و FP106) را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در این شکل دیده می‌شود، به‌ازای مقدار ثابت فسفر، افزایش دمای مرحله‌ی اوّل عملیّات حرارتی منجر به کاهش نیروی وادارندگی در نمونه‌ها شده است.



شکل ۳ ارتباط بین نیروی وادارندگی و مقدار فسفر در آلیاژهای at. ،Fe- ۰ / ۷at. %P ،Fe- ۰ / ۳۶at. %P
Fe- ۱/۱%P ، عملیّات حرارتی شده در دماهای C° ۸۰۰، C° ۹۰۰ و C° ۱۰۰۰ به‌مدّت یک‌ساعت در مرحله‌ی اوّل عملیّات حرارتی و دمای C° ۶۰۰ به‌مدّت نیم‌ساعت در مرحله‌ی دوّم عملیّات حرارتی (نمونه‌های FP86، FP96 و FP106)

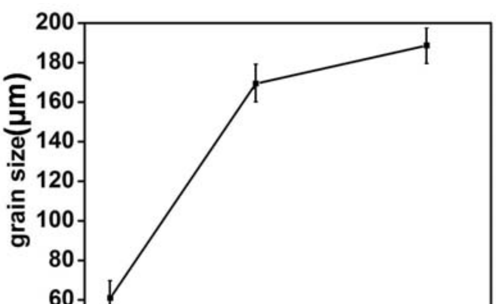
عوامل مختلفی مانند ریزساختار، مگنتواستریکشن و ناهم‌سان‌گردی مغناطوبلورین، منجر به تغییر نیروی وادارندگی می‌شوند [1].

در شکل ٤، تصویرهای ریزساختار به‌دست آمده از میکروسکُپ نوری مربوط به نمونه‌های ۰/۳٦-FP106، FP106-۰/۷ و FP106-۱/۱ نشان داده شده‌اند. در هر سه تصویر، نمونه‌های کاملاً بلورین به‌خوبی مشاهده می‌شوند.



شکل ٤ تصویرهای میکروسکُپ نوری مربوط به نمونه‌های الف) FP106-۰/۳٦، ب) FP106-۰/۷ و ت)FP106-۱/۱

شکل (٥)، رابطه‌ی بین اندازه‌ی متوسط دانه‌ها و غلظت فسفر در نمونه‌های Fe-P را نشان می‌دهد. در این شکل، به‌خوبی مشخص است که اندازه‌ی متوسط دانه‌ها با افزایش میزان فسفر در آلیاژ افزایش می‌یابد (از ٦۰ µm در آلیاژ at. % P ۰/۳٦ به تقریباً ۱۹۰ µm در آلیاژ ۱/۱at. % P).

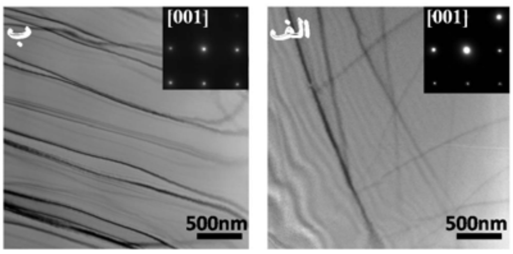


شکل ٥ ارتباط بین اندازه‌ی دانه و غلظت فسفر در آلیاژهای Fe-P

در تحقیقات قبلی گزارش شده است که افزودن فسفر به فولادهای سیلیسیم‌دار موجب رسوب ترکیب‌های فسفیدی در مرز دانه‌ها، محدود شدن حرکت مرزهای دانه و در نتیجه، کاهش رشد دانه شده است [14]. پارک و هم‌کاران [14]، گزارش کرده‌اند که

فسفر با حلالیّت کم، مستعد به جدایش مرزدانه‌ای است. به‌این دلیل، افزودن فسفر منجر به رسوب ترکیب‌های فسفیدی از جمله Fe_3P در مرزدانه‌ها می‌شود. رسوب‌های مرز دانه‌ای سبب کند شدن حرکت مرز دانه‌ها می‌شوند و از این طریق، مانع از رشد دانه‌ها می‌شوند. به‌این ترتیب، رسوب‌های مرز دانه‌ای موجب کاهش اندازه‌ی دانه می‌شوند. تصویرهای TEM از نمونه‌های FP106-۰/۳۶ و ۱/۱ -FP106، در شکل ٦ نشان داده شده‌اند. الگوهای پراش پرتوی ایکس از محور منطقه‌ای [۰۰۱] که در کنار شکل‌ها نشان داده شده‌است، با دارا نبودن نقاط اضافی که از حضور رسوب‌ها در زمینه ناشی شده‌اند، ثابت می‌کنند که فاز دوّم به‌صورت جدایش فازی یا رسوب در نمونه‌ها وجود ندارد و نمونه‌ها تک‌فازی می‌باشند. به‌نظر می‌رسد که احتمالاً در تحقیق حاضر، زمان عملیّات حرارتی (۱ ساعت در مرحله‌ی اوّل و ۳۰ دقیقه در مرحله‌ی دوّم) برای رسوب‌گذاری ترکیب‌های فسفیدی و یا نفوذ فسفر به‌سمت مرز دانه و جدایش فسفر در مرز دانه کافی نبوده است. بنابراین، حضور فسفر در نمونه‌های مطالعه شده در این پژوهش نه‌تنها موجب کاهش اندازه‌ی دانه نشده است، بلکه با افزایش آن دانه‌ها رشد بیش‌تری یافته‌اند. همان‌گونه که در شکل (۵) نشان داده شد، افزایش فسفر موجب افزایش اندازه‌ی متوسط دانه‌ها شده است. افزون بر این، عدم جدایش یا رسوب فسفر در مرز دانه‌ها باعث حذف عامل کندکننده‌ی حرکت مرز دانه‌ها شده است و به‌این ترتیب، افزایش میزان فسفر منجر به رشد دانه‌ها هم شده است. این واقعیّت در شکل‌های (٤) و (۵) به خوبی نمایان است. همان‌طور که پیش از این گفته شد، ریزساختار یکی از عوامل مؤثر بر بزرگی نیروی وادارندگی است. از طرف دیگر، مرزهای دانه یکی از اجزای مهم ریزساختاری و از عوامل قفل کننده‌ی دیواره‌ی سامان‌های مغناطیسی به‌شمار می‌آیند. افزایش کسر سطحی مرز دانه‌ها، سبب بالا رفتن نیروی وادارندگی می‌شود. افزایش اندازه‌ی دانه با افزودن فسفر، موجب کاهش عوامل قفل کننده‌ی مرز سامان‌های مغناطیسی و در نتیجه، کاهش نیروی وادارندگی شد. بنابراین، انتظار می‌رود که با افزایش میزان فسفر، نیروی وادارندگی کاهش یابد. نتایج شکل (۲) این یافته‌ها را تأیید می کنند.

ناهم‌سان‌گردی تنشی به‌صورت تغییر ابعاد ماده‌ی فرومغناطیس در آهن‌ربایش تعریف می‌شود و عمدتاً به مقدار تنش‌های باقی‌مانده در نمونه مرتبط است. هر دو عامل ناهم‌سان‌گردی مغناطیسی و تنشی با نیروی وادارندگی H_c رابطه‌ی مستقیمی دارند و با زیاد شدن هر کدام، نیروی وادارندگی افزایش می‌یابند [2]. بنابراین، برای کاهش نیروی وادارندگی باید اولاً از میزان تنش‌های باقی‌مانده در مجموعه کاست تا به‌این ترتیب، از تأثیر ناهم‌سان‌گردی تنشی بر نیروی وادارندگی کم شود. با توجه به کاهش قابل ملاحظه‌ی نیروی وادارندگی با انجام هر دو مرحله‌ی عملیّات حرارتی به‌منظور حذف قابل ملاحظه‌ی نابجایی‌ها در مجموعه که اثر خود را در کاهش نیروی وادارندگی نشان دادند، به‌نظر می‌رسد که انجام عملیّات حرارتی در این مورد موفق بوده است. دوماً، برای کاهش تأثیر ناهم‌سان‌گردی مغناطیسی بر نیروی وادارندگی باید انرژی ناهم‌سان‌گردی در مجموعه تا حد ممکن کم شود. با این‌وجود، باید اذعان کرد که وجود میدان‌های تنشی در نمونه‌ها و عدم اطلاع از نحوه‌ی توزیع این میدان‌ها و تأثیر عملیّات حرارتی بر توزیع میدان‌های تنشی، تفسیر دقیق تغییرات نیروی وادارندگی با دمای عملیّات حرارتی را با مشکلاتی همراه می‌کند.

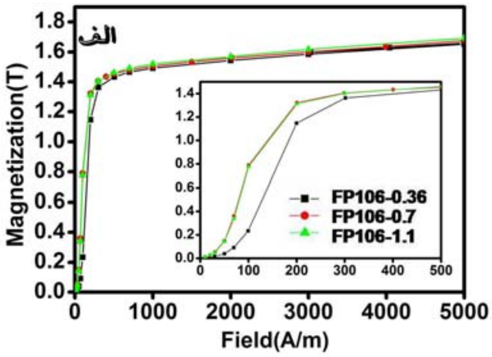


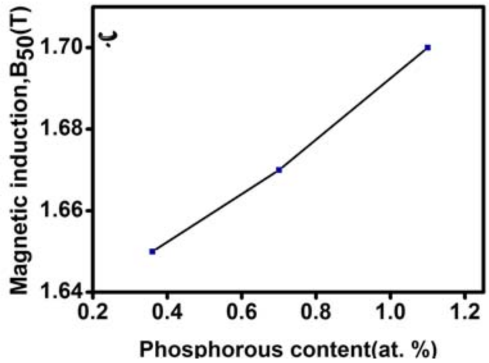
شکل ٦ تصویرهای میدان روشن به‌دست آمده از TEM مربوط به نمونه‌های: الف) ۰/۳٦ -FP106، ب) ۱/۱ -FP106. الگوهای پراش پرتوی ایکس محورهای منطقه‌ای [۰۰۱]، در گوشه‌های تصویرها نشان داده شده‌اند

ربع اول نمودارهای آهن‌ربایش مربوط به نمونه‌های عملیّات حرارتی شده در شرایط یکسان (نمونه‌های FP106- ۰/۳۶ ،FP106-۰/۷ و FP106-۱/۱)، در شکل (۷- الف) نشان داده شده است. نمودارها در ۵۰Hz/۱T اندازه‌گیری شده‌اند. شکل درون نمودارها، محدوده‌ی میدان‌های کوچک را نشان می‌دهد. مقادیر آهن‌ربایش استخراج شده از نمودارها در میدان‌های ۲۰۰A/m (B_2) و ۵۰۰۰ A/m (B_{50}) و هم‌چنین، مقادیر μ_{max}، مقاومت ویژه و مقادیر اتلاف هسته‌ای (اتلاف های جریان‌های گردابی، هیسترزیس و مازاد)، در جدول (۲) ارائه شده‌اند. شکل (۷- ب)، تأثیر غلظت فسفر بر مقادیر B_{50} را نشان می‌دهد. همان‌طور که در این شکل و جدول (۲) مشاهده می‌شود، مقادیر B_2 و B_{50} با افزایش مقدار فسفر در آلیاژ افزایش یافته‌اند. روند مشابهی در مورد μ_{max} مشاهده شد، یعنی افزایش فسفر در ترکیب آلیاژ منجر به افزایش نفوذپذیری مغناطیسی بیشینه (μ_{max}) شد. همان‌طور که در جدول (۲) دیده می‌شود، نمونه‌های FP106-۰/۷ و FP106-۱/۱ افزایش قابل توجهی (حدود ۳۵ درصد) را در مقدار μ_{max} نسبت به نمونه‌ی FP106- ۰/۳۶ نشان می‌دهند. افزایش μ_{max} می‌تواند با افزایش اندازه‌ی میانگین دانه در اثر افزایش مقدار فسفر توضیح داده شود (شکل ۵).

تحقیقات قبلی در مورد اثر فسفر بر القای مغناطیسی نمونه‌های متالورژی پودر Fe-P و ورق‌های نورد شده‌ی آهن- سیلیسیم که شامل افزودنی فسفر بوده‌اند، انجام شده است [9,10,12-14]. ولینسکی و هم‌کاران [10]، نشان داده‌اند که آهن‌ربایش اشباع در قطعات متالورژی پودر Fe-P با افزایش فسفر تا ۰/۸ درصد وزنی، از ۱/٦T به ۱/۷۸T افزایش می‌یابد. داس و هم‌کاران [12]، نیز گزارش کرده‌اند که کاهش آهن‌ربایش اشباع آهن با افزایش هم‌زمان کروم و سیلیسیم، می‌تواند توسط افزودن فسفر جبران شود. افزون بر این، فریمن و هم‌کاران [13]، افزایش آهن‌ربایش اشباع با افزایش مقدار فسفر را گزارش کرده‌اند. مایر [15]، هم گزارش کرده است که آهن‌ربایش اشباع قطعات آهن خالص تهیّه شده با متالورژی پودر می‌تواند با افزودن ۰/۸ درصد وزنی فسفر، از ۱/٦ به ۱/۸ تسلا افزایش یابد. در تحقیقات متالورژی پودر، افزایش آهن‌ربایش اشباع به افزایش چگالی قطعات متالورژی پودر و در نتیجه، به افزودن فسفر و وقوع تف‌جوشی در حالت مایع به‌وسیله‌ی فسفر نسبت داده شده است [10-15]. گفتنی است که تحقیقات بسیار کمی در زمینه‌ی تأثیر افزودنی فسفر بر خواص مغناطیسی ورق‌های فولادهای سیلیسیم‌دار غیرجهت‌دار انجام شده است [14,16,17].

تاناکا و هم‌کاران [16]، گزارش کرده‌اند که القای مغناطیسی با افزایش فسفر به فولادهای سیلیسیم‌دار افزایش می‌یابد. آن‌ها دلیل این افزایش را کاهش شدّت بافت <۱۱۲> {۱۱۱} در نمونه‌ها بیان کرده‌اند. از آنجا که وجود این بافت خواص مغناطیسی از جمله آهن ربایش القاء را تضعیف می‌کند، کاهش درصد حجمی آن علّت اصلی افزایش آهن‌ربایش القاء در نتیجه‌ی افزودن فسفر تعیین شده است. از سوی دیگر، پارک و هم‌کاران [14]، ادعا کرده‌اند که آهن‌ربایش القایی با افزایش فسفر کاهش می‌یابد. آن‌ها هم‌چنین ادعا کرده‌اند که افزایش مقدار فسفر منجر به توسعه‌ی بافت {۲۲۲} با حذف بافت {۱۱۰} که برای آهن‌ربایش آسان <۱۰۰> در آن قرار می‌گیرد، می‌شود. در پژوهشی که توسط پارک و همکاران انجام شده است، عملیّات حرارتی پس از نورد داغ و قبل از نورد سرد انجام نشده است و همین موجب کاهش اندازه‌ی دانه‌ی اولیّه شده است. به‌نظر می‌رسد که کاهش اندازه‌ی دانه‌ی اولیّه منجر به ایجاد بافت {۲۲۲} شده است .[14]





شکل ۷ الف) نمودارهای B-H مربوط به نمونه‌های FP106- ۰/۳۶، FP106-۰/۷ و FP106- ۱/۱ اندازه‌گیری شده توسط هیسترزیس‌نگار BH در 50Hz/1T. شکل درونی محدوده‌ی میدان‌های کوچک را نشان می‌دهد، ب) تأثیر مقدار P بر B50

جدول ۲ مقادیر B2، B50، μmax، مقاومت ویژه و مقادیر اتلاف هسته‌ای (اتلاف جریان‌های گردابی، اتلاف هیسترزیس و اتلاف مازاد) برای نمونه‌های FP106-۰/۳۶، FP106-۰/۷ و FP106- ۱/۱

نمونه	B_2(T)	B_{50} (T)	نفوذپذیری مغناطیسی ماکزیمم (μ_{max})	ویژه مقاومت (μΩcm)	اتلاف جریانهای گردابی (W/Kg)	اتلاف هیسترزیس (W/Kg)	اتلاف مازاد (W/Kg)	اتلاف هسته ای (W/Kg)
FP106-0.36	1.15	1.65	4571	15.41	19.06	11.35	2.57	33.52
FP106-0.7	1.32	1.67	6260	18.6	13.31	8.73	8.21	30.25
FP106-1.1	1.31	1.69	6164	24.2	9.42	5.97	10.97	26.36

در ورق‌های نورد شده‌ی آهن- فسفر که در این تحقیق مطالعه شده‌اند، بزرگی آهن‌ربایش می‌تواند به دو عامل گشتاور مغناطیسی فاز فرومغناطیس آهن آلفا و اثر فسفر بر آن و هم‌چنین، بافت نمونه‌ها مرتبط باشد.

در بررسی رفتار مغناطیسی آلیاژهای Fe-P، از مدل‌های مغناطیسی که برای بررسی رفتار مغناطیسی دستگاه‌های آهن- شبه فلز به‌کار می‌روند، استفاده می‌شود. مدل‌های مغناطیسی در این رابطه، به دو مدل اصلی ظرفیّت مغناطیسی و پیوند- کوردینانسیون طبقه‌بندی می‌شوند. در مدل اوّل، از رفتار پائولینگ- اسلاتر آلیاژ به‌منظور پیش‌بینی و توضیح رفتار مغناطیسی آلیاژ استفاده می‌شود. در این ارتباط، ملازموف و همکاران [18]، و ویلیامز و همکاران [19]، نظریه‌ی باند گپ را بر اساس وجود باندهای گپ در چگالی حالت‌های تراز اسپین‌های با جهت بالا و بر اساس مدل ظرفیّت مغناطیسی ارائه داده‌اند. بر اساس این نظریه، پیش‌بینی شد که گشتاور مغناطیسی در

آلیاژسازی فلز آهن با شبه فلز فسفر کاهش می‌یابد. افزون بر این‌که این کاهش به‌تنهایی به‌وسیله‌ی ظرفیّت اتم محلول قابل تعیین است. در مدل پیوند-کوردینانسیون، بر نظم و ترتیب موضعی اتمی به‌خصوص بر کوردینانسیون اتم‌های شبه‌فلز تمرکز می‌شود و گشتاور مغناطیسی به تأثیر پیوندهای شیمیایی بین اتم‌های فلز و شبه‌فلز مربوط می‌شود. بر اساس این مدل نیز در آلیاژسازی فلز آهن با شبه‌فلز فسفر، با تمرکز بر آرایش محلی اتم‌ها به‌خصوص کوردینانسیون اتم‌های شبه‌فلز، کاهش گشتاور مغناطیسی در آلیاژسازی فلز آهن با شبه‌فلز فسفر به اثر پیوندهای شیمیایی ارتباط داده می‌شود [20-22]. بنابراین، در هر دو مدل پیش‌بینی می‌شود که با افزودن فسفر به آهن، گشتاور مغناطیسی کاهش می‌یابد.

با این‌وجود، در رابطه با اثر فسفر بر آهن‌ربایش، تأثیر ریزساختار، به‌خصوص بافت، نباید نادیده گرفته شود. آهن‌ربایش القایی نیز مانند دیگر خواص مغناطیسی به جهت بلورشناسی وابسته است [2,23]. بنابراین، برای بهبود این خاصیّت، لازم است تا بافت بلورشناسی دقیقاً کنترل شود. در آلیاژهای نرم مغناطیس پایه آهن، به‌علّت اثر غالب انرژی مغناطوبلورین، آهن‌ربابش در دانه‌ها و در مقیاس سامان‌های مغناطیسی در جهت <۰۰۱> بیشینه و در جهت <۱۱۱> کمینه است [2,23]. بنابراین، بافت مکعبی {۱۰۰}<۰۰۱> با دارابودن دو جهت آسان آهن‌ربایش، بیش‌ترین آهنربایش القایی را موجب می‌شود [24].

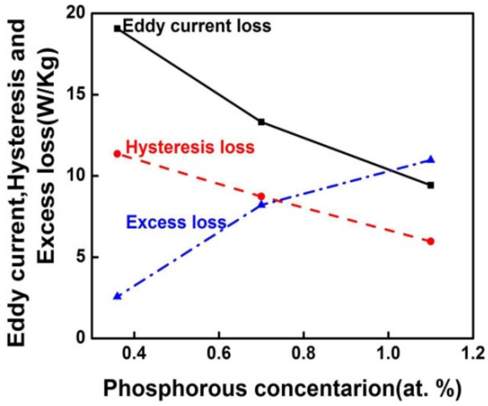
در موادی با ساختار FCC، این بافت به‌راحتی ایجاد می‌شود، ولی این‌کار در شبکه‌های BCC به‌راحتی امکان‌پذیر نیست. یک راه‌کار برای ایجاد بافت {۱۰۰}، استفاده از تبلور تبلور سوّم در ورق‌های نازک آهنی می باشد. با این‌وجود، از آنجا که در موادی با شبکه‌ی BCC صفحه‌ی (۱۱۰) (نه (۱۰۰)) دارای کم‌ترین انرژی سطحی است، انجام این راه‌کار ساده نیست. در این مواد، صفحه‌ها از بیش‌ترین انرژی سطحی به کم ترین، به‌ترتیب (۱۱۱)>(۱۰۰)>(۱۱۰) می‌باشند [24].

با این‌وجود، حضور ناخالصی‌ها در ترکیب آلیاژ باعث پایین آوردن بیش‌تر انرژی سطحی صفحه‌های {۱۰۰} نسبت به صفحه‌های {۱۱۰} می‌شود.

گزارش شده است که وجود فسفر در شبکه‌ی آهن BCC، موجب تغییر ترتیب انرژی سطحی صفحه‌های {۱۰۰} و {۱۱۰} می‌شود. سازوکار دقیق تغییر ناهم‌سان‌گردی انرژی سطحی توسط فسفر و یا جدایش آن، هنوز ناشناخته مانده است. امّا، به‌نظر می‌رسد که ورود فسفر به شبکه‌ی بلوری آهن و جدایش آن در سطح، موجب بر هم خوردن نظم و ترتیب در انرژی صفحه‌ها و تغییر انرژی صفحه‌های {۱۰۰} و {۱۱۰} می‌شود. در این ارتباط، شبیه‌سازی مونت‌کارلو در مقیاس اتمی توسط کو و هم‌کاران انجام شده است [24]. نتایج این محاسبات نشان می‌دهد که حتی در مقادیر کم فسفر در زمینه‌ی آهن (۰/۱ درصد اتمی)، مقدار قابل‌توجهی از فسفر در لایه‌های سطحی جمع می‌شود. غنی‌سازی لایه‌های سطحی از فسفر موجب کاهش انرژی سطحی می‌شود. لازم به ذکر است که در این حالت، کاهش انرژی سطحی برای سطح (۱۰۰) به بیش‌ترین مقدار خود می‌رسد. از آنجا که صفحه‌ی (۱۱۰) متراکم‌ترین صفحه در بلورهای BCC است، منطقی به‌نظر می‌رسد که سطح (۱۱۰) حضور اتم‌های بیگانه مانند فسفر را به‌راحتی صفحه‌های دیگر ((۱۰۰) و(۱۱۱)) پذیرا نباشد. بنابراین، حضور فسفر در ساختار موجب کاهش انرژی صفحه‌ی (۱۰۰) می‌شود و از این طریق، ایجاد بافت {۱۰۰} را آسان‌تر می‌کند. تجمّع و جدایش فسفر در سطح، این اثر را شدّت می‌بخشد [24].

شکل (۸)، تغییرات سه نوع اتلاف هسته‌ای مغناطیسی یعنی اتلاف جریان‌های گردابی، اتلاف هیسترزیس و اتلاف مازاد را بر حسب مقدار فسفر برای نمونه‌های FP106-0.36، FP106-0.7 وFP106-1.1 نشان می‌دهد. همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود، اتلاف جریان‌های گردابی و اتلاف هیسترزیس

با افزایش مقدار فسفر کاهش و اتلاف مازاد با افـزایش مقدار فسفر افزایش یافته است.



شکل ۸ تغییرات سه نوع اتلاف هسته‌ای مغناطیسی بر حسب مقدار فسفر

نتایج شکل (۸) و جدول (۲) نشان می‌دهنـد کـه اتلاف ناشی از جریان‌های گردابی با افـزایش فسـفر از ۰/۳٦ تا ۱/۱ درصد اتمـی، حـدود ۵۰ درصـد کـاهش می‌یابد. اتلاف جریان‌های گردابی مستقیماً به مقاومـت ویژه‌ی الکتریکی وابسته است. همان‌گونه که در جدول (۲) مشاهده می‌شود، با افزایش مقدار فسفر از ۰/۳٦ تـا ۱/۱ درصـد اتمـی، مقاومـت ویـژه از ۱۵ µΩcm بـه ۲۵ µΩcm افزایش یافته است. مقاومت ویژه‌ی به‌دست آمده با رابطه‌ی پیشنهادی توسط هو و همکاران که یک رابطه‌ی خطی بین با میزان فسفر ارائه می‌کنـد، سـازگار اســت [17]. نــوع دیگــر اتــلاف هســته‌ای، اتــلاف هسیترزیس است که به وجود عوامـل ممانعـت کننـده برای حرکت دیواره‌ی سامان مغناطیسی بسـتگی دارد و به‌این دلیـل، عمـدتاً بـه نحـوه‌ی توزیـع ناخالصـی‌هـا، انـدازه‌ی دانـه و تـنش‌هـای درونـی مربـوط اسـت. همان‌گونه که در بخش‌های پیشین توضیح داده شـد، عدم حضور رسوب‌های فسفیدی و یا جـدایش فسـفر در امتداد مرز دانه‌ها منجر به رشد دانه در اثـر افـزودن مقدار فسفر در نمونه‌ها شد (شکل هـای (٤) و(۵)). از آنجا که مرزهای دانه می‌توانند به‌عنـوان مـانع در برابـر حرکت سـامان‌هـای مغناطیسـی عمـل کننـد، هـر چـه اندازه‌ی دانه بزرگ‌تر باشد، اتلاف هیسترزیس نیز کم‌تر خواهـد بـود. بنـابراین، همـان‌طـور کـه در شـکل (۸) مشـاهده مـی‌شـود، بـا افـزایش مقـدار فسـفر، اتـلاف هیسترزیس در نمونه‌هـای مطالعـه شـده کـاهش یافتـه است.

اتلاف مغناطیسـی انـدازه‌گیـری شـده همیشـه از مجموع اتلاف جریان‌های گردابی و اتلاف هیستزریس بیش‌تر است. این مقدار اضـافه، اتـلاف مـازاد خوانـده می‌شود کـه از سـازوکارهای اتـلاف کـه طـی حرکـت دیوارهای سامان مغناطیسی رخ می‌دهند، ناشی می‌شود [25]، و تحت تأثیر عوامل ریزساختاری ماننـد بافـت و انـدازه‌ی دانـه مـی‌باشـد [26]. بنـابراین، بـزرگ شـدن اندازه‌ی دانه‌ها با افـزایش فسـفر در نمونـه‌هـا موجـب افزایش اتلاف مازاد شده است. این رخداد به‌وضوح در شکل (۸) مشاهده می‌شود .

نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر، اثر فسفر بر خواص مغناطیسـی و ریزسـاختار ورق‌هـای نـورد شـده بـا ترکیـب $Fe_{1-x}P_x$ (x= 0.36, 0.7, 1.1 at. %) بررسی شد. نتـایج به‌دست آمده نشان دادند که افـزایش غلظـت فسـفر در آلیاژ از ۰/۳٦ به ۱/۱ درصـد اتمـی منجـر بـه افـزایش آهـن‌ربـایش القـایی، B_{50}، از ۱/٦۵ بـه ۱/۷ تسـلا و نفوذپذیری بیشینه، μ_{max}، از ٤٦۰۰ به ٦۲۰۰ شد. افـزون بر این، مشاهده شد که با افزایش مقدار فسفر در آلیـاژ، اتـلاف جریـان‌هـای گردابـی از W/Kg ۱۹ بـه W/Kg ۹.٤ کاهش می‌یابد. کاهش اتـلاف جریـان‌هـای گردابـی، بـه افـزایش مقاومـت ویـژه از µΩcm ۱۵ بـه µΩcm ۲۵ در نتیجه‌ی افزایش غلظت فسـفر در آلیـاژ، ارتباط داده شد. هم‌چنین، در نتیجه‌ی افـزایش غلظـت فسفر در آلیاژ از ۰/۳٦ بـه ۱/۱ درصـد اتمـی، انـدازه‌ی میانگین دانه‌ها سه برابر شد و در نتیجه‌ی رشد دانه‌هـا، اتـلاف هیسـترزیس تقریبـاً ۸۸ درصـد کـاهش یافـت.

مراجع

1. R.C. O'Handley, Modern Magnetic Materials: Principles and Applications, John Wiley & Sons, (1999).
2. D. Jiles, Introduction to magnetism and magnetic materials, CRC Press, Boca Raton, FL, (1998).
3. F.N. Bradley, Materials for magnetic functions, Hyden book company, INC., New York, (1971).
4. R.M. Bozorth, Ferromagnetism, IEEE Press, New York, (1993).
5. Y. Yoshizawa, S. Oguma, K. Yamauchi, New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure, *J. Appl. Phys.,* 64 6044-6046, (1988).
6. Y. Ogawa, M. Naoe, Y. Yoshizawa, R. Hasegawa, Magnetic properties of high Fe-based amorphous material, *J. Magn.* Magn. Mater., 304, e675-e677, (2006).
7. R. Gopalan, Y.M. Chen, T. Ohkubo, K. Hono, High saturation magnetization and microstructure in melt-spun Fe–P ribbons, Scr.Mater., 61, 544-547, (2009).
8. Akihiro Makino, He Men, Takeshi Kubota, Kunio Yubuta, A. Inoue, FeSiBPCu Nanocrystalline Soft Magnetic Alloys with High Bs of 1.9 Tesla Produced by Crystallizing Hetero-Amorphous Phase, Mater. Trans., 50, 204- 209, (2009).
9. L. Anestiev, M. De Wulf, L. Froyen, L. Dupre, J. Melkebeek, Preparation of soft magnetic alloys Fe100−x−ySixPy (0<x<9 , 0<y<0.6 wt%), using solid phase diffusion-sintering method, *J. Magn. Magn. Mater.,* 281, 124-134, (2004).
10. B. Weglinski, J. Kaczmar, Effect of Fe 3P addition on magnetic properties of sintered Iron, Powder. Metall, 23, 210-216, (1980).
11. M.-S. Chuang, S.-T.L. , Effects of phosphorous addition on the magnetic properties of sintered Fe-50wt. % Ni alloys, J. Mater. Eng. Perform., 12, 23-28, (2003).
12. J. Das, K. Chandra, P.S. Misra, B. Sarma, Novel powder metallurgy technique for development of Fe–P-based soft magnetic materials, J. Magn. Magn. Mater., 320, 906-915, (2008).
13. L. I. Frayman, D. R. Ryan, J.B. Ryan, Modified P/M soft magnetic materials for automotive applications, Int. J. Powder Metall., 34, 31-39, (1998).
14. J.T. Park, J.S. Woo, S.K. Chang, Effect of phosphorus on the magnetic properties of non-oriented electrical steel containing 0.8wt% silicon, J. Magn. Magn. Mater., 182, 381-388, (1998).
15. K.H.Moyer, Magnetic Materials and Properties for Powder Metallurgy Part Applications, in: ASM Handbook, vol 7, ASM International, pp. 1006-1020, (1998).
16. I. Tanaka, H. Yashiki, Magnetic properties and recrystallization texture of phosphorus-added non-oriented electrical steel sheets, J. Magn. Magn. Mater., 304, e611-e613, (2006).
17. C.K. Hou, C.T. Hu, S. Lee, The effect of phosphorus on the core loss of lamination steels, J. Magn. Magn. Mater., 109, 7-12, (1992).
18. A.P. Malozemoff, A.R. Williams, V.L. Moruzzi, "Band-gap theory" of strong ferromagnetism: Application to concentrated crystalline and amorphous Fe- and Co-metalloid alloys, Phys. Rev. B, 29,

1620-1632, (1984).

19. A.R. Williams, V.L. Moruzzi, A.P. Malozemoff, K. Terakura, Generalized Slater-Pauling curve for transition-metal magnets, Magnetics, IEEE Transactions on, 19, 1983-1988, (1983).
20. B.W. Corb, Magnetic moments and coordination symmetry in bcc Fe-M alloys, Phys. Rev. B, 31 (1985) 2521-2523.
21. B.W. Corb, R.C. O'Handley, N.J. Grant, Chemical bonding and local symmetry in cobalt- and iron-metalloid alloys, J. Appl. Phys., 53 (1982) 7728-7730.
22. B.W. Corb, R.C. O'Handley, N.J. Grant, Chemical bonding, magnetic moments, and local symmetry in transition-metal—metalloid alloys, Phys. Rev. B, 27 (1983) 636-641.
23. B. D. Culity , C.D. Graham, Introduction to Magnetic Materials, Second ed., *IEEE Press and John Wiley*, New Jersey, 2009.
24. W. S. Ko, J. Y. Park, J.-Y. Byun, J. K. Lee, N. J. Kim, B. J. Lee, Manipulation of surface energy anisotropy in iron using surface segregation of phosphorus: An atomistic simulation, *Scr.Mater*., 68 (2013) 329-332.
25. W. Pieper, J. Gerster, Total power loss density in a soft magnetic 49% Co--49% Fe--2% V-alloy, *J. Appl. Phys*., 109 (2011) 07A312-313.
26. Seil Lee, B.C.D. Cooman, Effect of Phosphorus on the Magnetic Losses of Non-oriented 2% Si Steel, ISIJ Int., 52 (2012) 1162-1170.